

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

THIS PAGE BLANK (USPTO)

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 10088289
PUBLICATION DATE : 07-04-98

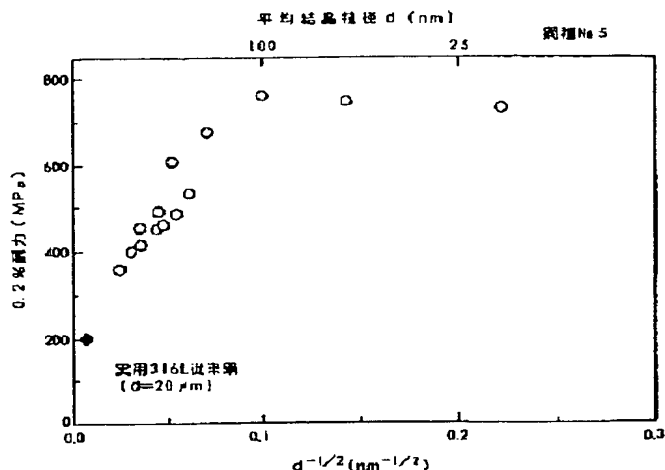
APPLICATION DATE : 12-09-96
APPLICATION NUMBER : 08241586

APPLICANT : HITACHI LTD;

INVENTOR : INAGAKI MASATOSHI;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/00 B22F 1/00
C22C 33/02 C22C 38/58 G21B 1/00
G21C 3/10 G21C 3/30 G21C 3/34
G21C 5/00

TITLE : CHROMIUM-MANGANESE
AUSTENITIC SINTERED STEEL WITH
HIGH CORROSION RESISTANCE AND
HIGH STRENGTH, ITS PRODUCTION,
AND ITS USE



ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a Cr-Mn austenitic steel excellent in corrosion resistance, strength, and radiation exposure damage resistance and its production and also to provide a nuclear reactor, a nuclear fusion reactor, and their component parts, by uniformly refining crystalline grain size into superfine state.

SOLUTION: The Cr-Mn austenitic sintered steel with high corrosion resistance and high strength is a steel containing, by weight, $\leq 0.1\%$ C, $\leq 1\%$ Si, $\leq 0.4\%$ N, 9-25% of (Mn+Ni) under the condition that Mn is >2 to 15%, and 14-20% Cr and having $\leq 1 \mu\text{m}$ average crystalline grain size and $\geq 90\text{vol.}\%$ of austenitic phase or a steel further containing, besides the above, at least one kind among $\leq 3\%$ Mo, $\leq 1.0\%$ Ti, $\leq 2.0\%$ Zr, and $\leq 1.0\%$ Nb and having the above characteristics. These steels are used for a structure in a nuclear reactor and a part, to be subjected to neutron irradiation and brought into contact with high temp. water, of a nuclear fusion furnace, etc.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-88289

(43)公開日 平成10年(1998)4月7日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	F I	
C 2 2 C 38/00	3 0 2	C 2 2 C 38/00	3 0 2 L
	3 0 4		3 0 4
B 2 2 F 1/00		B 2 2 F 1/00	F
C 2 2 C 33/02		C 2 2 C 33/02	B
38/58		38/58	
審査請求 未請求 請求項の数20 O L (全 22 頁) 最終頁に続く			

(21)出願番号	特願平8-241586	(71)出願人	000005108 株式会社日立製作所 東京都千代田区神田駿河台四丁目6番地
(22)出願日	平成8年(1996)9月12日	(72)発明者	新井 将彦 茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株 式会社日立製作所日立研究所内
		(72)発明者	平野 辰巳 茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株 式会社日立製作所日立研究所内
		(72)発明者	青野 泰久 茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株 式会社日立製作所日立研究所内
		(74)代理人	弁理士 小川 勝男 最終頁に続く

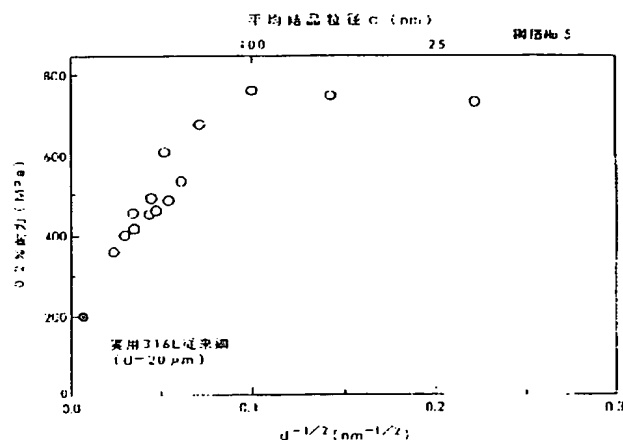
(54)【発明の名称】 高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼とその製造方法及びその用途

(57)【要約】

【課題】結晶粒径を均一に超微細化することにより、耐食性、強度耐放射線照射損傷に優れたCr-Mn系オーステナイト鋼、その製造法及びそれを用いた原子炉及び核融合炉とそれらの構成部品を提供する

【解決手段】重量で、C 0.1%以下、Si 1%以下、N 0.1%以下、Mn 2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni) 9~25%及びCr 14~20%を含有し、平均結晶粒径が1μm以下であり、90体積%以上のオーステナイト相を有する高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼、またはこれにMo 3%以下、Ti 1.0%以下、Zr 2.0%以下、Nb 1.0%以下の少なくとも1種を含み、これらの鋼を原子炉内構造物、核融合炉などの中性子照射を受け高温水に接する部分に用いる。

図 9



工粉末を形成する工程と、前記加工粉末を熱間静水圧焼結または熱間押し出し法にて700～1050℃の温度範囲で固形化熱処理あるいは固形化熱処理とそれに続く最終加工熱処理をすることにより室温の体積率で90%以上がオーステナイト相となり、10nm～1000nmの範囲で平均結晶粒径を調整することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼の製造方法。

【請求項11】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9～25%及びCr14～20%を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼よりなることを特徴とする原子炉内部材。

【請求項12】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9～25%及びCr14～20%を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼よりなることを特徴とする締結部材。

【請求項13】水と接触し、中性子照射を受けるCr-Mn系オーステナイト鋼からなる構造部材において、平均結晶粒径が1μm以下であることを特徴とする高耐食性高強度構造部材。

【請求項14】原子炉圧力容器内に中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド、上部格子板、燃料集合体用被覆管及びチャンネルボックスの構造部品を備えた原子炉において、前記構造部品の少なくとも一つが、1μm以下の平均結晶粒径を有するCr-Mn系オーステナイト鋼よりなることを特徴とする原子炉。

【請求項15】中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド、上部格子板、燃料集合体用被覆管及びチャンネルボックスの構造部品を備えた原子炉において、前記構造部品の少なくとも一つが、重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9～25%及びCr14～20%を含み、又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含み、1μm以下の平均結晶粒径を有するCr-Mn系オーステナイト鋼よりなることを特徴とする原子炉。

【請求項16】請求項14において、前記原子炉の熱出力が3200MW以上、原子炉圧力7.0MPa以上、原子炉水温度288℃以上、前記電気出力が1100MW以上であり、前記原子炉圧力容器内に設けられた中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド及び上部格子板の各構成部品の少なくとも一つを30年以上無交換で使用でき、稼働率を85%以上とした原子炉発電プラント。

【請求項17】請求項14において、前記原子炉の熱出力が4300MW以上、原子炉圧力が7.0MPa以上、原子炉水温度が288℃以上、前記電気出力が1500MW以上、稼働率85%以上及び12ヶ月運転後の定検期間を1回当り50日以内とした原子炉発電プラント。

【請求項18】原子炉圧力容器内に中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド、上部格子板、燃料集合体用被覆管及びチャンネルボックスの構造部品を備えてなる原子炉用構成部品において、前記構造部品の少なくとも一つが全オーステナイト組織を有し、平均結晶粒径が1μm以下であるCr-Mn系オーステナイト鋼よりなることを特徴とする原子炉用構成部品。

【請求項19】水冷構造を有する真空容器内にプラズマ側にセラミックスタイルが設けられ水冷構造を有するダイバーク、およびプラズマ側にセラミックスタイルが設けられ水冷構造を有する第一壁の構成部品を備えた核融合炉において、前記構成部品の少なくとも一つが平均結晶粒径が1μm以下であるCr-Mn系オーステナイト鋼よりなることを特徴とする核融合炉。

【請求項20】水冷構造を有する真空容器、セラミックスタイルが設けられ水冷構造を有するダイバーク、およびプラズマ側にセラミックスタイルが設けられ水冷構造を有する第一壁を備えた核融合炉用構成部品において、前記構成部品の少なくとも一つが、平均結晶粒径が1μm以下であるCr-Mn系オーステナイト鋼よりなることを特徴とする核融合炉用構成部品。

【発明の詳細な説明】
【0001】
【発明の属する技術分野】本発明は新規なオーステナイト鋼に係り、特に、腐食環境、高応力負荷環境下で使用するのに好適な構造用Cr-Mn系オーステナイト鋼とその製造法、用途に関する。本発明は新規なオーステナイト鋼に係り、特に原子炉炉心等の放射線照射環境下で使用するのに好適な構造用Cr-Mn系オーステナイト鋼とその製造法、用途に関する。

【0002】

【従来の技術】オーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性、加工性、経済性の面から構造材料として好適な特性を具備しており、構造部品の材料として広く用いられている。しかし、他の構造用鋼と比較して強度が十分でない欠点を有している。オーステナイト鋼の合金組成を変

高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼にある

【0013】本発明は前述と同様にMo、Ti、Zr及びNbを含むものである

【0014】本発明は、重量で、C 0.1%以下、Si 1%以下、N 0.4%以下、Mn 2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni) 9~25%及びCr 14~20%を含有する鋼粉又はこれにMo 3%以下、Ti 1.0%以下、Zr 2.0%以下、Nb 1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有する鋼粉をアトマイズ粉末あるいは総体として該組成を満たす混合粉末を100℃以下で30~100時間アトライクあるいはボールミルを用いて機械的にグラインディングまたは合金化処理し、結晶粒径が15nm以下の加工誘起マルテンサイト変態相を有する加工粉末を形成する工程と、該加工粉末を熱間静水圧焼結または熱間押し出し法にて700℃~1050℃の温度範囲で固形化熱処理あるいは固形化熱処理とそれに続く温度域での最終加工熱処理をすることにより室温の体積率が90%以上がオーステナイト相となり、10nm~1000nmの範囲で平均結晶粒径を調整することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼の製造方法にある。

【0015】本発明は、重量で、C 0.1%以下、Si 1%以下、N 0.4%以下、Mn 2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni) 9~25%及びCr 14~20%を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼又はこれにMo 3%以下、Ti 1.0%以下、Zr 2.0%以下、Nb 1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼よりなることを特徴とする原子炉内部材にあり、他前述したCr-Mn系オーステナイト鋼によって構成される

【0016】本発明は、重量で、C 0.1%以下、Si 1%以下、N 0.4%以下、Mn 2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni) 9~25%及びCr 14~20%を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼又はこれにMo 3%以下、Ti 1.0%以下、Zr 2.0%以下、Nb 1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼よりなることを特徴とする締結部材にあり、他前述のCr-Mn系オーステナイト鋼によって構成される

【0017】本発明は、水と接触し、中性子照射を受けるCr-Mn系オーステナイト鋼からなる構造部材で、該部材は平均結晶粒径が1μm以下であることを特徴とする高耐食性高強度構造部材にある。

【0018】本発明は、原子炉圧力容器内に中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド、上部格子板、燃料集合体用被覆管及びチャンネルボックスの各構造部品を備えた原子炉で、該原子

炉の構造部品の少なくとも一つを前述の本発明に係るCr-Mn系オーステナイト鋼又は中性子照射を受け高温高压水に接する表面を前述の本発明の鋼によって構成したことを特徴とする原子炉及びその原子炉内構成部品にある

【0019】本発明は、原子炉圧力容器内に中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド、上部格子板、燃料集合体用被覆管及びチャンネルボックスの各構造部品を備えた原子炉用構成部品で、構造部品の少なくとも一つが全オーステナイト組織を有する前述のCr-Mn系オーステナイト鋼によって構成される。

【0020】本発明は、原子炉圧力容器内に収納された原子燃料によって得られた熱出力で蒸気タービンを回し、蒸気タービンの回転によって発電機を駆動し、それによって電気出力を得る原子力発電プラントで、原子炉の熱出力が3200MW以上、原子炉圧力7.0MPa以上、原子炉水温度288℃以上、電気出力が1100MW以上であり、原子炉圧力容器内に設けられた中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装検出管、制御棒挿入パイプ、シュラウド及び上部格子板の各構成部品の少なくとも一つを30年以上無交換で使用でき、稼働率を85%以上としたことを特徴とする原子力発電プラントにある。

【0021】本発明は、原子炉圧力容器内に収納された原子燃料によって得られた熱出力で蒸気タービンを回し、該蒸気タービンの回転によって発電機を駆動し、それによって電気出力を得る原子力発電プラントで、原子炉の熱出力が4300MW以上、原子炉圧力が7.2MPa以上、原子炉水温度288℃以上、電気出力が1500MW以上の稼働率を85%以上及び12ヶ月運転後の定検期間を1回当たり50日以内としたことを特徴とする原子力発電プラントにある。

【0022】本発明における原子炉及び原子力発電プラントは前述のCr-Mn系オーステナイト鋼との組合せは勿論である。更に、原子力発電の高効率化には蒸気条件を高めることが必須であり、そのためには原子炉によって得た蒸気をガスタービンとの複合サイクルとし、その排熱を用いて300℃~500℃の蒸気とする過熱蒸気を得ることによって達成される。

【0023】本発明は、水冷構造を有する真空容器内にプラズマ側にセラミックスタイルが設けられ水冷構造を有するダイバータ、およびプラズマ側にセラミックスタイルが設けられ水冷構造を有する第一壁を備えた核融合炉で、該核融合炉の構成部品の少なくとも一つ、さらに、水冷構造を有する真空容器、セラミックスタイルが設けられ水冷構造を有するダイバータ、およびプラズマ側にセラミックスタイルが設けられた水冷構造を有する第一壁の少なくとも一つを、前述の本発明に係るCr-Mn系オーステナイト鋼によって構成したこと、又は中

【0032】中性子照射による材料損傷に関しては、数十nm程度の通常粒径のオーステナイト系ステンレス鋼で発生する照射誘起拡散に伴う偏析や塑性変形を阻害する照射欠陥の蓄積が、結晶粒径を限りなく微小化することにより改善される。結晶粒の微細化はバルク体積率で格子間隔の拡張した粒界の占有率を高め、偏析発生を抑制することができる。また粒径が照射欠陥のサイズにより近くなることで、欠陥と粒界との相互作用が大きくなり粒界での欠陥の消滅頻度が高まることで粒内の塑性変形を阻害する欠陥量を低減することができる。

【0033】以上のように、材料の結晶粒径を微細化して結晶粒界を多数導入することで、強度が増し、また、耐食、耐応力腐食割れ性を向上させ、さらに、耐放射線照射損傷性が向上する。本発明は強度を上昇させるとともに、割れを防止し、耐腐食性、耐照射損傷性を向上させたCr-Mn系オーステナイト鋼を提供するにある。

【0034】Niはオーステナイト相を安定にし耐食性を高めるために7%以上含有させる。高Ni量は耐食性を向上させるが、他の部材と同一腐食環境下で使用する場合には接触部で電気化学反応を生じ、他の部材の腐食を促進させるので、上限は23%が好ましく、より18%が好ましい。

【0035】Mnは素材粉末鋼の製造の際、脱酸材さらに脱硫材として添加されている。またMnはオーステナイト生成元素であり、Niと置換することが可能である。高Mn量は σ 相を生成させるためMnは2%を越え15%以下とする。

【0036】耐食性を高めるのにMnとNiの複合添加は9%以上が必要である。MnとNi複合添加の上限はNi単独添加にならい25%が好ましい。

【0037】Nはオーステナイト生成元素である。Mn10%を越え、Cr15%以上の高Mn高Cr鋼になると σ 相が生成しやすいため、N添加が σ 相の抑制に有効である。高N量は製造コストがかかるため0.5%以下が望ましい。低Mn低Crの鋼では添加しなくともよい。

【0038】Crは耐食性を向上させるために14%以上が必要である。しかし、20%を越えるとオーステナイト相を不安定化し、また σ 相を生成させ脆化させるため14~20%が好ましい。

【0039】Siは素材粉末鋼の製造の際、脱酸剤として添加されている。市販SUS304、SUS316等のJIS規格に準じてSiは1%以下、特に、0.2~0.5%が好ましい。

【0040】P、Sは素材粉末の製造時に含有され、耐食性に悪い効果を有している。市販SUS304、SUS316等のJIS規格に準じてPは0.045%以下、Sは0.03%以下が好ましい。

【0041】Moは耐食性及び固溶強化型添加元素である。しかし3%を越えて添加すると σ 相を生成させ、材

料の脆化を引き起こすので、良好な耐食性及び強度を付与するには3%以下、2~3%の添加が好ましい。

【0042】Cは材料が溶接継手として使用される場合は熱影響部の耐食性からできるだけ低減させることが好ましく、利用できる素材粉末中のC量に依存する。しかし非溶接部材として利用する場合には材料の強化、粒界の強化に高めに添加するほうがよい。上限で0.1%が好適である。これ以上では炭化物の析出が起りやすくなり、本来のオーステナイト鋼の特性が失われる。

【0043】Ti、Zr、Nbは、炭化物及び酸化物形成元素であり、また固溶状態ではオーバーサイズ原子であるためそれらの添加により照射によって導入される原子空孔を固着して耐照射性を向上させる。0.1%以上の高炭素組成では、これらの元素の添加はそれらの元素を含む多量の炭化物を生成して材料を脆くするため、有効でない。一般に素材粉末は0.2%近頃の酸素を含有しており、また含有C量も考慮してO、Cを固定化するためにはTi、Zr、Nbの添加は、単独添加では、それぞれ1.0、2.0、1.0%、また複合添加では最大1.5%までが好適である。添加元素の余剰分は固溶して効果を発揮する。

【0044】以上のように、材料の結晶粒微を微細化して結晶粒界を多数導入することで、強度が増し、また、耐食、耐応力腐食割れ性を向上させ、さらに、耐放射線照射損傷性が向上する。

【0045】本発明の鋼は、一般的に粒界が材料劣化の主因となり得る環境化で使用される強度部材に適用され得る。また、原子炉炉心だけでなく、水冷却環境や水素が存在する環境で使用され、放射線照射損傷を受ける構造部材に適用され得る。

【0046】

【発明の実施の形態】

（実施例1）本発明の結晶粒超微細化オーステナイト鋼の作製方法の実施例を説明する。本実施例では機械的合金化処理に図2のアトライタを使用した。この装置の構成は、容積25リットルのステンレス製粉砕タンク1、タンク1の冷却水入口2、冷却水出口3、アルゴンまたは窒素ガスの置換ガスをシールするガスシール4、重量5kgの混合粉末5、粉砕タンク内の直径10mmの鋼製ボール6、アジテータアーム7からなる。外部駆動系から回転がアーム軸8に伝えられ、アジテータアーム7が回転連動する。アジテータアーム7によってボール6が攪拌され、ボール6間同士、ボール6とタンク1の内壁間で衝突が生じ、混合粉末5が強加工され微細結晶粒を有する合金粉末が得られた。アーム軸8の回転速度は170rpmで行った。本発明に係る各種結晶粒超微細化オーステナイト鋼の主要化学成分（重量%）が表1中No.1~8に示される。

【0047】

【表1】

【0057】本実施例と実施例1及び2で固化した2材料に、70.0℃～105.0℃の温度範囲で5%～40%の圧下率まで熱間圧延を行い冷却し、その後室温で引張試験（歪み速度： $\sim 1.0 \times 10^{-4}$ s）した。H1P処理による固化成形後に真空焼純した材料よりも耐力、伸びが向上した。代表的な例として本発明のNo.5の鋼種に

ついて70.0℃で20%の圧下率まで熱間圧延した試験の応力-歪曲線を図10に示し、表6に70.0℃で熱間圧延したときに得られた平均結晶粒径を示した。

【表6】
【0058】

案件	温度(℃)×時間(h)	圧力(kgf/cm ²)	平均結晶粒径(nm)
案件1	850(℃)×0.5(h)	2000(kgf/cm ²)	20
案件2	900(℃)×0.5(h)	2000(kgf/cm ²)	85
案件3	950(℃)×0.5(h)	2000(kgf/cm ²)	250

表 5

た。案件2では実施例1及び2よりも平均結晶粒径は大きかった。案件3：950℃、0.5時間、2000kgf/cm²、[案件2：900℃、0.5時間、2000kgf/cm²、処理粉末に実施例1及び2よりも高い温度でH1P処理鏡を用いて測定した。表1に示した組成の機械的合金化X線回折法を用い、100nm以上については電子顕微鏡を用いて測定した。平均結晶粒径は100nm以下については

大きくなり、案件3ではサゾミクロンサイズの平均結晶粒径が得られた。代表的な例として本発明のNo.5の鋼種について表5にそれぞれの案件で得られた結晶粒径をまとめた。

【表5】
【0056】

No.	平均結晶粒径(nm)	0.2%耐力(MPa)	伸び(%)
5	486	454	17
7	421	472	14
17	413	475	13

表 4

【0053】また表1に本発明のNo.5、No.7、及びNo.17の鋼種について、105.0℃で、0.5時間点空焼純した時の平均結晶粒径、耐力及び伸びをまとめた。

【表4】
【0054】

従来材	20000	200	57-65
No.5-14	1600	363	24
No.5-13	1095	401	23
No.5-12	816	415	18
No.5-11	796	457	25
No.5-10	500	486	13
No.5-9	486	454	17
No.5-8	425	464	18
No.5-7	370	607	5.0
No.5-6	350	486	21
No.5-5	275	529	13
No.5-4	200	690	3.6
No.5-3	80	790	3.2
No.5-2	50	775	1.2
No.5-1	20	735	0.9
平均結晶粒径(nm)	20000	200	57-65
0.2%耐力(MPa)	20000	200	57-65
伸び(%)	20000	200	57-65

表 3

7に焼純時間30分の場合の焼純温度と平均結晶粒径、図8に焼純温度105.0℃の場合の焼純時間と平均結晶粒径、図9に平均結晶粒径と耐力の関係に従来材の鋼種、No.16鋼種と共にそれぞれ示し、表3には平均結晶粒径と耐力及び伸びの関係を示した。

【表3】
【0052】

表 7

上段：非照射材

下段：照射材

No. (粒径：d)	耐力(MPa)	伸び(%)
2	762	15
(d=82nm)	785	13
5	780	12
(d=70nm)	801	10
17	761	17
(d=85nm)	770	16
316L鋼	210	60
(d=20μm)	1100	0.4

【0068】前述した使用箇所としてその中性子照射量が $1 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ である高い中性子照射を受ける部分で、ボルト、ナットの如く高応力を受け、外部からその表面を直接観察できない部材を耐照射損傷性の高い部材によって構成することが重要である。そして、これらの部材は周囲の構造物との材質と類似又はほぼ同一の組成とすることが高温純水中での電位を同等にする点からも必要である。また本発明の方法で作製した超微細結晶粒オーステナイト鋼に含まれる多量の結晶粒界は照射欠陥の消滅場所として働き得ることから、母相中の照射による欠陥の蓄積がより抑えられ、いわゆる照射脆化、照射下クリープ等の抑制効果も大きい。

【0069】本実施例ではボルト、ナットを製造したが、上部格子板のグリッドプレート35、炉心支持板52を同じ材料の超微細結晶粒オーステナイト鋼で使用することも非常に有効である。そして、大型部材を熱間静水圧によって製造することができるので、図13～図25の各種炉内構造物全てを部材の種類に応じて組成を選択して用いることができる。

【0070】図26は円形の上部格子板56の切断面の断面図及び図27は円形の炉心支持板52の切断面の断面図である。これらの構造物は同じく表1に示すNo.5の合金を用い、実施例1に示す製造法による熱間圧延及び熱処理によって得た板を用いて溶接によって製造した

ものである。

【0071】図28は中性子計装検出管53を示す炉心部断面拡大図である。中性子計装検出管53は原子炉圧力容器下鏡に溶接接続されたハウジングに溶接によって接続される。本実施例では同じく表1に示すNo.5の合金を用い、シームレスの中性子計装検出管53が熱間によって製造され、実施例1に記載の最終熱処理が施されたものである。

【0072】図29は制御棒の斜視図であり、本実施例ではシース及びBCチューブに表1に示すNo.5の合金を用いた。BCチューブは熱間によって素管を作った後、ビルガーマイルによって冷間圧延と焼鈍とを繰返して得た。またシースは冷間圧延と焼鈍を繰返し薄板とした後、溶接によって得た。

【0073】図30は燃料集合体57の部分断面図である。燃料集合体57の主な構成は燃料棒151、ウォータロッド152、チャンネルボックス154、上部タイプレート155、下部タイプレート156、スペーサ157及びハンドル161からなり、結合するためのボルト及びナットが多数使用される。これらの構成部品には本発明の合金を用いることができる。ハンドル、上部及び下部タイプレートの構造材は熱間鍛造後に溶体化処理が施され、チャンネルボックス及びスペーサの薄板は熱間圧延後に溶体化処理し、冷間圧延と焼鈍を繰返し製造され、燃料棒の被覆管及びウォータロッドの薄肉管はビルガーマイルによって製造される。

【0074】図31は燃料棒の部分断面図であり、被覆管164及び端栓167ともに本発明に係る合金が用いられる。

【0075】図32は中性子源パイプの一部断面斜視図で、本実施例では表1に示すNo.5の合金を用いて製造した。本パイプのパイプ部分は熱間にてシームレス管とし、上部の棒の部分と下部の厚肉部分は熱間鍛造及び熱処理とも実施例1と同じ製造工程によって得た。接合部はいずれも電子ビーム溶接によって接合した。

【0076】以上の構成によって得られるBWR発電プラントの主な仕様は表8に示す通りである。

【0077】

【表8】

で、胴部中心領域以下に入口径ノズルのないものとし、大きな溶却材損失事故を仮定する必要はない。

【0092】従来のプラントでは、流量制限器は主蒸気

管上の隔離弁による上下り部分に設置されていたが、こ

れを主蒸気ノズルに設置することにより、主蒸気配管破

断事故に対する安全余裕の向上、格納容器スヘースの最

適化を図った。

【0093】炉内構造物要目の実施例5のBWRとの比

較を表8に示す。

【0094】炉内構造物、すなわち、炉内の

支持と冷却材の流路の形成、および炉内で発生した熱

水、蒸気を気水分離する機能などの主要な役目のほか、

假想事故下での冷却水の炉心注水路の確保など、その性

格上十分な健全性と信頼性が要求されている。

【0095】表9はABWRプラント用蒸気タービン・

発電機設備の基本仕様は、50Hz用と比較すると、B

WRプラントと比較しABWRプラントでは、原子炉熱

出力19.2%増に対して電気出力23.3%増とした高

効率形プラントである。

【表9】

対し、ABWRでは次に示す(a)～(d)の要因によ

って約21mにした。

【0086】(a)高効率気水分離器の採用によって、

スランバイフ長さを短くしたこと。

(b)FMCRDの採用により、制御棒落下速度制限器

が不要になったこと。

【0087】(c)上記(a)・モフランシ構造変更による

上記の高さを低くしたこと。

【0088】(d)下鏡の皿型形状の高さを低くしたこ

と。

【0089】下鏡形状はインターナルボンプの採用に伴

い、インターナルボンプの圧力容器下部への据付け必要

スヘースを確保すること、および冷却水の循環流路を考

慮して下鏡形状を従来の半球型から皿型にした。また、

インターナルボンプを一体製造とし、溶接線数の少ない

設計とした。

【0090】支持スカートは、インターナルボンプの取

り扱いなどに必要なスヘースを確保するとともに、イン

ターナルボンプ用の熱交換器をヘラスタイル内に設置する

ために胴部を円錐形状とした。

【0091】インターナルボンプの採用に伴い、従来の

プラントの冷却材再循環出口・入口ノズルがなくなるの

【0103】炉心の有する反応度は次の2方法で制御される。

【0104】(1) 制御棒クラスタによる起動、停止、負荷変化などに伴う比較的急速な反応度変化の制御。

【0105】(2) 一次冷却材中に溶解されるほう素濃度の調整による燃料燃焼に伴う反応度減少の補償、 X_e 、 S_m の変化に伴う反応度の変化、常温から運転温度までの温度変化によって起こる反応度の変化など緩慢な反応度変化の制御。

【0106】炉心は出力により所定数の燃料集合体を上、下か心板とバッフルにより、ほぼ円柱形に形成されている。発電出力と燃料集合体数とは300～500MWeでは121個、800MWeでは157～177個、1100MWeでは193～249個である。

【0107】か心重量は下部か心支持板、か心バレル、上部炉心支持板などにより原子炉容器のフランジに支持されている。また、炉心部の横振動は炉心バレル下端側面にある数個のキーとそれに対応する位置にある原子炉容器側キー溝により抑制される。

【0108】炉心は人体同数の同心円状の燃料集合体を有する3領域に分けられ、初装荷燃料の場合は濃縮度を変え、外周部の方に濃縮度の高い燃料集合体を装荷する。燃料交換の場合は中心領域の燃料を取り出し、その外側の2つの領域の燃料を中心方向に移動し、外周に新燃料を装填する3領域、外・内式3サイクル方式であるが、他、炉心中央部の高燃焼度に達した燃料を取り出し、その位置に外周部の燃料を系し、外周部に新燃料を装荷する。いわゆる3領域チェッカーボード式3サイクル方式もある。

【0109】これらの方式により、炉心の出力分布が平坦化されて出力密度を高くすることができ、また燃料の平均燃焼度が高くなり、燃料費を低下させることができる。PWRでは燃料取替期間は燃料により異なるが1年以上である。

【0110】なお、燃焼度は次第に上がり、平衡か心平均約33000MWD/MT(最大燃焼度50000MWD/MT)のものがあ

【0111】本実施例でも実施例6と同様に炉内構造材として実施例1～5に記載の平均結晶粒径10～600nmの微細結晶粒を有する焼結鋼を用いることができる。炉心構造材の部品として、上部炉心支持板、炉心バレル、上部か心板、燃料集合体では実施例5と同様、下部炉心支持板、下部炉心板、バッフル支持板、炉心バッフル、制御棒クラスタ、支持バット、制御棒クラスタ案内管、制御棒クラスタ駆動軸の他、これを結合するボルト、ナット類が特に有効である。

【0112】本実施例によれば実施例5と同様の運転年数、稼働率、運転期間、定検期間及び熱効率が得られる。

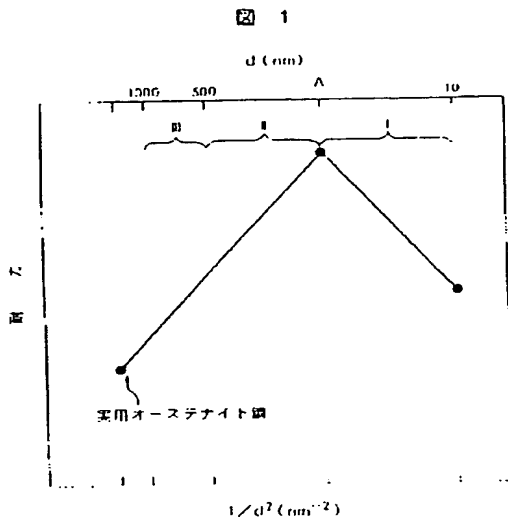
【0113】(実施例8)図35は、本発明鋼を用いた

トーラス型核融合装置の概要を縦断面図にて示したものである。図で、ヘース131上にプラズマ133の加熱及び制御を行うトロイダル磁場コイル134とダイバークコイル135、及びプラズマ133を閉じ込めるトロイダル磁場コイル136の内側に中空ドーナツ型の真空容器137内に、例えばヘリウムのような冷却剤を供給して熱交換するブランケット138の内側に、燃料として重水素若しくは三重水素を入れてプラズマ133を生成するとともに、真空容器137の下部137aに遮蔽筒体139に装填し、この遮蔽筒体139の内側にダイバークコイル135に接続され、冷却管ヘッド140に支持された各ダイバーク141にプラズマ133より引出されたプラズマの一部133a(He等の不純物)を当て、さらに遮蔽筒体139の開口部139aに排気管142を介して排気ポンプ143を設け、排気管142の上位の真空容器137に中性粒子入射装置144を設置した。

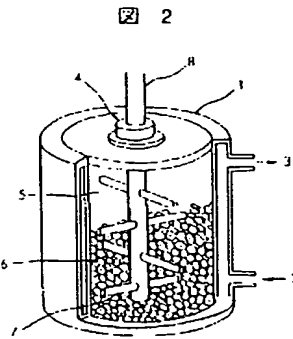
【0114】核融合装置は水冷構造を有する真空容器137内に重水素等を入れておき、他方、トロイダル磁場コイル134、ダイバークコイル135及びトロイダル磁場コイル136に電流を供給し、真空容器137内の重水素等をプラズマ133に置換すると共に、真空容器137内に中性粒子入射装置144で中性粒子を照射してプラズマ133を二次加熱し、このプラズマ133に生じた熱エネルギーをブランケット38内にも流れる冷却剤と熱交換し、この熱交換した冷却剤を装置外に取り出して、これにより、例えばタービンを駆動し得るものである。また一方、真空容器137内のプラズマ133のスパッタリングにより生じる不純物は、プラズマ発生効率を低減させるばかりでなく、真空容器137表面の高熱による損傷の原因となるので、この損傷の原因となる不純物を除去するためにダイバーク141が設けられており、ダイバーク141に不純物を当てて除去するものである。ブランケット138の内側には第一壁146が設けられ、水冷却される金属ベース147にセラミックスタイル148がメタル接合されたものとなっている。

【0115】図36はダイバーク141の概要を示すものである。図で、ダイバーク141はプラズマから大きな熱負荷と、ダイバーク141に発生するうず電流が大きな電磁力となって作用する。ダイバーク141は、長尺の板が複数トーラス方向に並び、冷却管ヘッド140とサブヘッド140a及びダイバーク141の下面に取り付けた支持架台145により支持されている。また、ダイバーク141は複数枚を1ブロックとし、トーラス方向に複数個のブロックにより構成されている。各ブロックは水冷却される金属ベース147にセラミックスタイル148が結合した構造を有する。セラミックスタイル148は0.2cal/cm²・sec・°C以上の高熱伝導性を有するものが好ましい。特にSiCにBe又はBe化合物を0.2～2重量%以上含む焼結体、AlN又はこれに

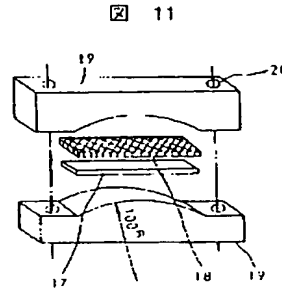
【図1】



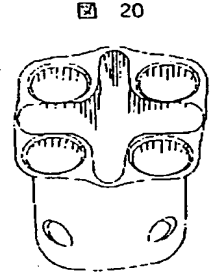
【図2】



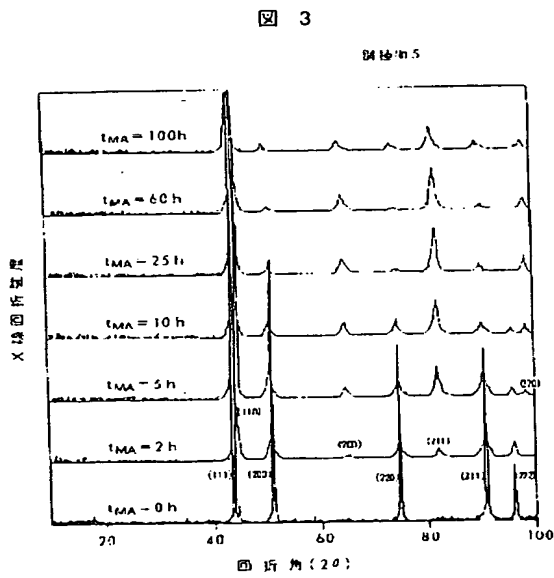
【図11】



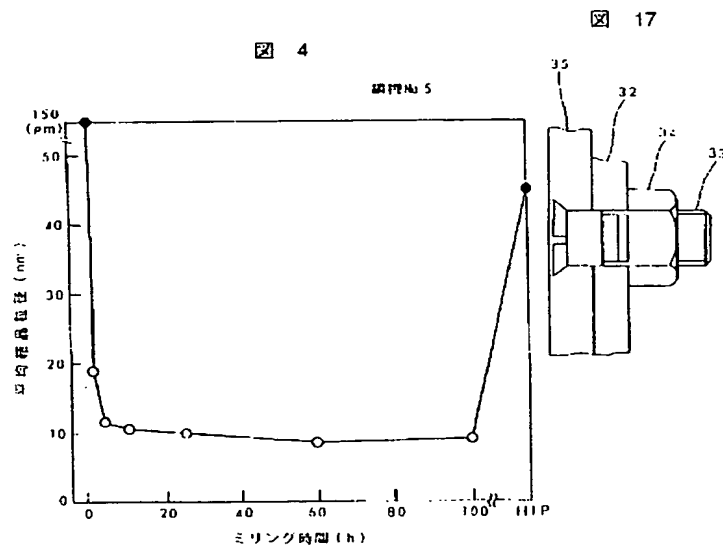
【図20】



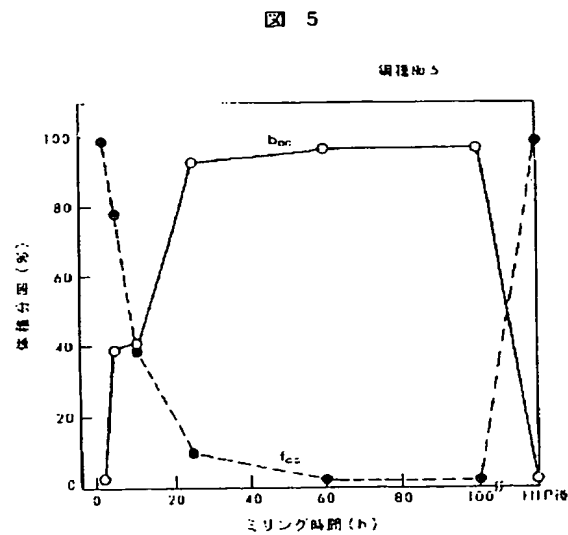
【図3】



【図4】

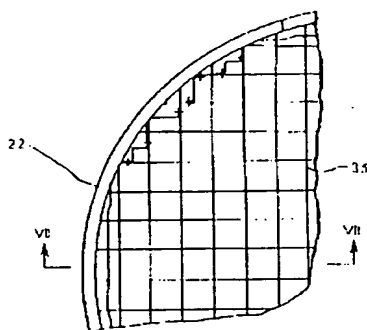


【図5】



【図13】

図 13



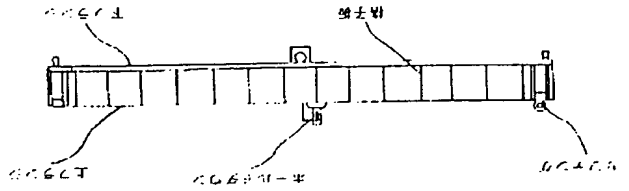


図 26

【図26】

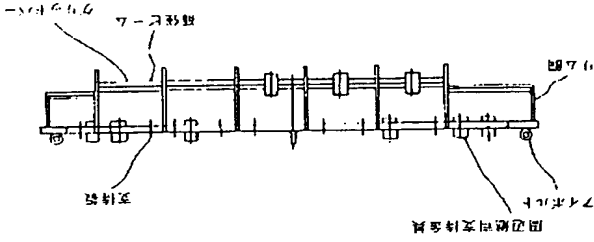


図 27

【図27】

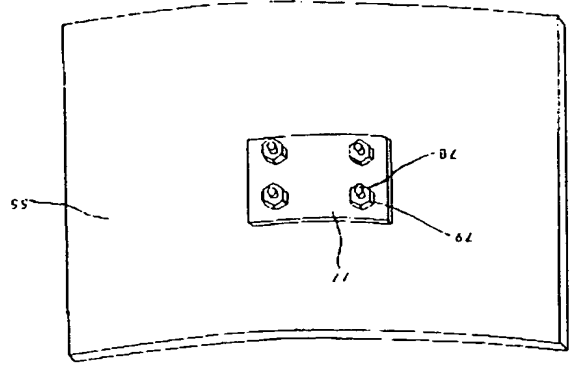


図 23

【図23】

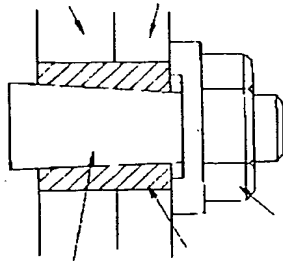


図 25

【図25】

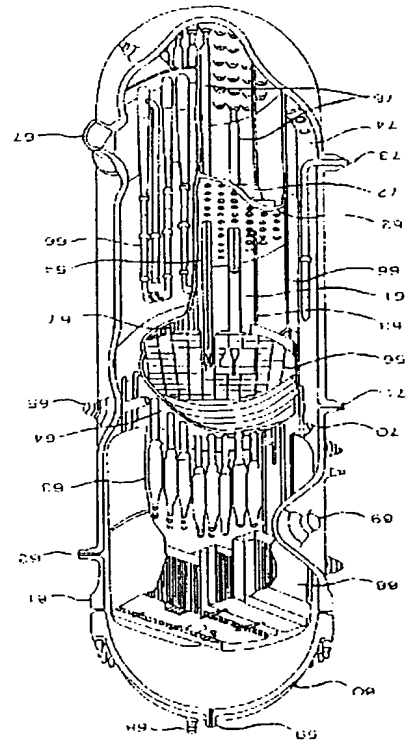


図 12

【図12】

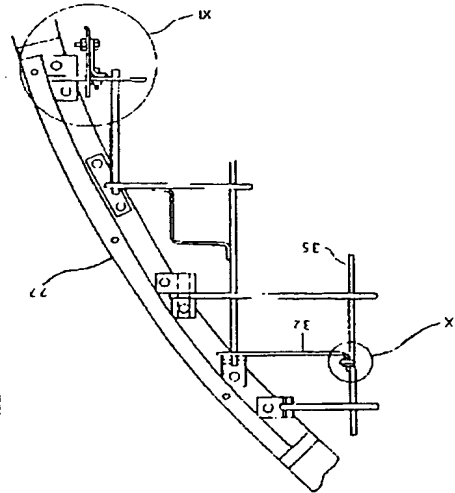


図 16

【図16】

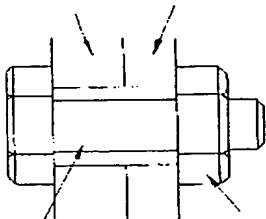


図 24

【図24】

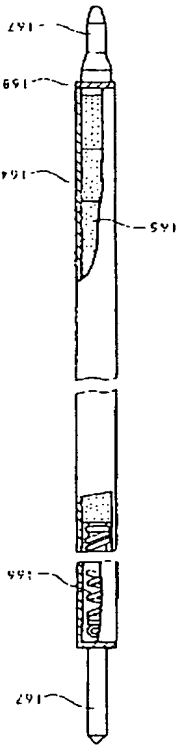
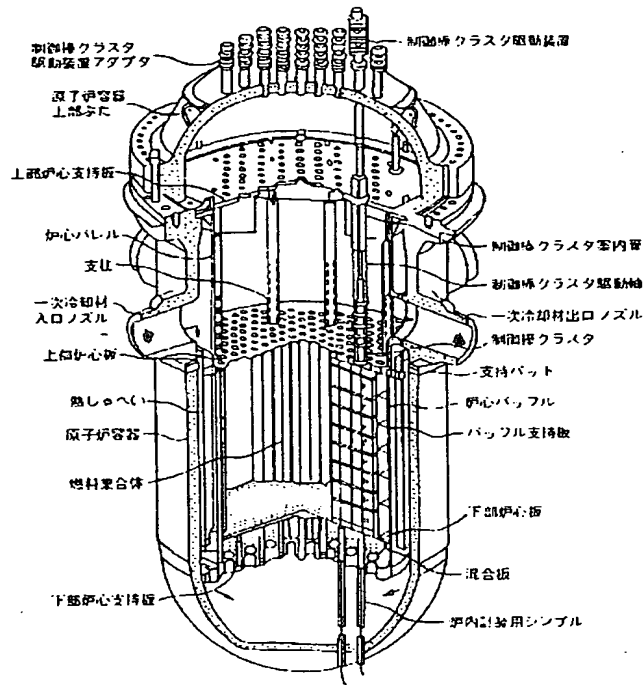


図 31

【図31】

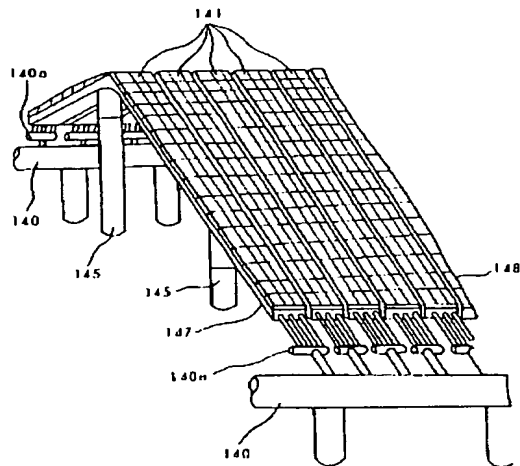
【図34】

図 34



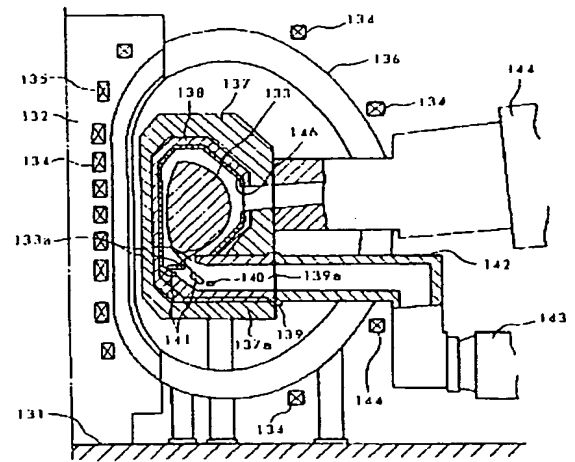
【図36】

図 36



【図35】

図 35



フロントページの続き

(51) Int. Cl.®

G 2 1 B 1/00

G 2 1 C 3/10

3/30

3/34

識別記号

F I

G 2 1 B 1/00

G 2 1 C 3/10

5/00

3/30

D

B

C

V